

OK

Process for producing deep-drawing, non-ageing, cold rolled steel strips having excellent paint bake-hardenability by continuous annealing

Patent Number: US4410372

Publication date: 1983-10-18

Inventor(s): TAKAHASHI NOBUYUKI (JP); SHIBATA MASAAKI (JP); FURUNO YOSHIKUNI (JP)

Applicant(s):: NIPPON STEEL CORP (JP)

Requested Patent: DE3221840

Application Number: US19820386095 19820607

Priority Number(s): JP19810089142 19810610; JP19810147589 19810918

IPC Classification: C21D8/04

EC Classification: C21D8/04F8

Equivalents: FR2507625, GB2101156

Abstract

Al-killed steels containing 0.001-0.01% C., not larger than 1.5% Mn, 0.005-0.20% Al, not larger than 0.007% N and B in amounts determined by the ratio of B/N ranging from 0.5 to 2.5, and optionally containing not less than 1% Si and 0.04 to 0.12% P are subjected to ordinary hot and cold rolling operations, then soaked in a temperature range of from 730 DEG C. to A3 point by a continuous annealing process, and rapidly cooled from a temperature between the soaking temperature to 450 DEG C. down to a temperature not higher than 250 DEG C. at an average cooling rate not less than 60 DEG C./second, without subsequent overageing treatments, to obtain deep-drawing, non-ageing cold rolled steel sheets and strips having excellent press formability and paint bake-hardenability.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

Claims

What is claimed is:

1. A process for producing non-ageing, deep-drawing steel strip having excellent paint bake-hardening property by continuous annealing, consisting essentially of without overaging subjecting an Al-killed steel containing 0.001 to 0.01% C, not larger than 1.5% Mn, 0.005 to 0.20% Al, not larger than 0.007% N and B in an amount equivalent to B/N ratio ranging from 0.5 to 2.5 to ordinary hot and cold rolling steps, soaking thus obtained steel strip in a temperature range of from 730 DEG C. to A3 point in a continuous annealing system, and rapidly cooling the strip thus soaked down to a temperature not higher than 250 DEG C., the rapid cooling starting from a temperature ranging from 775 DEG to 600 DEG C. with an average cooling rate not lower than 200 DEG C./second, to produce a strip having an increase in yield stress due to ageing at 100 DEG C. for 30 minutes of not over 0.3 kg/mm².
2. A process according to claim 1, in which the Al-killed steel contains not larger than 1.0% Si and 0.04 to 0.12% P.
3. A process according to claim 1, in which the Al-killed steel contains 0.002 to 0.006% C.
4. A process according to claim 1, in which the Al-killed steel contains 0.1 to 0.6% Mn.
5. A process according to claim 1, in which the Al-killed steel contains 0.005 to 0.06% Al.
6. A process according to claim 1, in which the Al-killed steel contains not larger than 0.004% N.
7. A process according to claim 1, in which the hot rolling is done with a finishing temperature not lower than Ar3 point, and a coiling temperature not higher than 650 DEG C. and the cold rolling is done with a reduction rate not less than 75%.
8. A process according to claim 1, in which the soaking temperature ranges from 750 DEG to 850 DEG C.
9. A process according to claim 1, in which the strip after continuous annealing is subjected to metal coating by hot dipping before the rapid cooling.
10. A process according to claim 1 wherein the steel consists essentially of (a) 0.001 to 0.01% C, Mn, the Mn being present in an amount not over 1.5%, 0.005 to 0.20% Al, N, the N being present in an amount not over 0.007% and B in an amount equivalent to a B/N ratio ranging from 0.5 to 2.5, balance iron or (b) a steel as in (a) but also including Si and P, the amount of Si being not over 1.0% and the P being 0.04 to 0.1%.

.....
Data supplied from the esp@cenet database - I2

Description

BACKGROUND OF THE INVENTION

1. Field of the Invention

The present invention relates to processes for producing deep-drawing, non-ageing cold rolled steel sheets having excellent press formability and paint bake-hardenability.

2. Description of the Prior Art

Press-forming cold rolled steel sheets and strips (hereinafter called "strips") used in automobile cars are required to have excellent deep-drawability, stretchability, shape quality and non-ageing property, and these requirements are particularly important for use in the outer skin applications, such as doors, roofs and quarter pannels.

Moreover in recent years, for the purpose of obtaining a high dent-resistance of pannels due to the car vibration, increasing demands have been made on the strips for an additional property, called "paint bake-hardenability" that the yield point of the steel strips can rise remarkably during the heat treatment for paint baking on the steel strips in the automobile car production.

Cold rolled steel strips having such paint bake-hardenability are known, as disclosed in Japanese Patent Application Laid-Open No. Sho 54-107419, according to which Al-killed steels are subjected to hot and cold rollings, then subjected to an open coil annealing wherein the strips are soaked at a temperature ranging from A1 point to A3 point, and cooled at a cooling rate of 30 DEG to 200 DEG C./hour, or Al-killed steels having a lowered carbon content of about 0.01% are subjected to a tight-coil box-type annealing so as to increase the solid solution carbon. However, the paint bake-hardening degree obtained by this prior art is still far below 5 kg/mm² which is an ordinary standard for the purpose. Moreover, the annealing in the prior art is done by the box-type annealing process which comprises slow cooling, long-time soaking, and slow cooling, so that a considerably long time is required, thus causing problems with respect to the productivity.

Meanwhile, several proposals have been made as disclosed in Japanese Patent Publications No. Sho 47-33409 and No. Sho 49-1969 for production of cold rolled steel strips having an excellent press formability, such as deep-drawing and stretchability, and their production has limitedly been made on a commercial scale.

However, according to these prior arts, it is essential to heat and soak the steel in a continuous annealing furnace, then rapidly cool the steel to about 400 DEG C., for example, and overage the steel near this temperature, or to cool the steel to the room temperature, then reheat the steel to about 400 DEG C. and overage the steel near this temperature.

These conventional cold rolled steel strips obtained by continuous annealing have a problem that the yield point elongation appears so far as they are in "as non-skinpassed state", namely they are ageing, even if they have been overaged, or even if they have lowered C and N contents and contain additional elements, such as Al and B.

Therefore, these prior arts cannot satisfactorily produce a deep-drawing, non-ageing, cold rolled steel strip having an excellent paint bake-hardenability as desired by the present invention.

Also according to the conventional continuous annealing process, it is essential to perform the overageing treatment as mentioned before in order to reduce the solute C and N, so that the production cycle can be shortened only limitedly and the continuous annealing line must be considerably long.

SUMMARY OF THE INVENTION

Therefore, one of the objects of the present invention is to provide a process for producing deep-drawing, non-ageing cold rolled steel strips having excellent press formability and paint bake-hardenability, and the present inventors have been extensive studies for this object, particularly with respect to the steel composition and the continuous annealing cycle and have found that the above

object can be achieved by soaking B-containing Al-killed steels with a lowered carbon content ranging from 0.001 to 0.010% in a temperature range of from 730 DEG C. to Ar₃ point in a continuous annealing process and then rapidly cooling the steels from a temperature between the soaking temperature and 450 DEG C.

The process according to the present invention comprises hot and cold rolling a steel containing 0.001 to 0.01% C, not larger than 1.5% Mn, 0.005 to 0.20% Al, not larger than 0.007% N and B in an amount determined by the ratio of B/N ranging from 0.5 to 2.5, and optionally containing not larger than 1.0% Si and 0.04 to 0.12% P in an ordinary way, then soaking the strip thus obtained in a temperature range of from 730 DEG C. to A₃ point by continuous annealing, and rapidly cooling the strip from a temperature between the soaking temperature and 450 DEG C. to a temperature not higher than 250 DEG C. at an average cooling rate not less than 60 DEG C./second without a subsequent overageing treatment.

The present invention has been completed after various extensive tries and studies for the purpose of meeting with apparently contradictory demands to provide a very small degree of ageing property and at the same time excellent paint bake-hardening property.

The steel strips obtained by the present invention can restrict the occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition prior to skinpass rolling and are less ageing but have an excellent paint bake-hardening property, and further can maintain these excellent qualities even after they are subjected to skin-pass rolling or levelling for shape correction and surface roughness adjustment.

The non-ageing quality desired and obtainable by the present invention means such that the occurrence of the yield point elongation (YPEL) of the strip after artificial ageing at 100 DEG C. for 30 minutes is not more than 0.3%.

No theoretical clarification has not yet been made why the excellent properties of the strips according to the present invention can be obtained, but most probably they are related to the grain boundary strength and the behaviour of the solid solution carbon.

Generally speaking, the production of cold rolled steel strips by continuous annealing requires a cycle comprising short-time heat treatments, namely a rapid heating, a short-time heat treatment and a rapid cooling, so that the carbon in the steel remains in an over-saturated state. Therefore, it is a common practice to perform an overageing treatment in order to provide non-ageing quality or to soften the steel.

In this case, it has been proposed that the steel is exceedingly rapidly cooled directly from the soaking temperature or from a relatively high temperature zone during the slow cooling so as to intentionally increase the over-saturated solid solution carbon, and then precipitation of the carbon is promoted by a subsequent overageing treatment. The present invention is based on a technical thought completely different from the prior art and does not require the overageing treatment. Contrary to the prior art, the overageing treatment is rather harmful in the present invention because it tends to increase the yield point elongation in the as-annealed condition as mentioned hereinbefore and increase the ageing degree, thus failing to achieve the objects of the present invention.

Meanwhile, dual-phase cold rolled steel strips are known as a steel strip similar to the steel strip according to the present invention, which are produced by continuous annealing without an overageing treatment and are restricted in the occurrence of yield point elongation in the as-annealed conditions prior to skinpass rolling and show less ageing and an excellent paint bake-hardening property. However, these dual-phase cold rolled steel strips have the mixed structures of ferrite and martensite which is transformed during rapid cooling from the .alpha.-.gamma. temperature region, while the steel structure produced by the present invention consists of ferrite as cooled rapidly from mainly the .alpha. single phase condition.

Therefore, the steep strips according to the present invention are completely different from the dual-phase steel strips with respect to the metallography as well as the steel composition and the resultant strength level.

DETAILED DESCRIPTION OF THE INVENTION

The present invention will be described in more details hereinbelow.

The essential features of the present invention and various limitations made in the present invention will be explained.

Regarding the chemical composition of the steel strips according to the present invention, carbon is one of the most important elements and must be limited to the range of from 0.001 to 0.01% in order to restrict the occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition when the steel is rapidly cooled from a temperature between the soaking temperature and 450 DEG C. and to provide less ageing and excellent paint bake-hardening property.

When the carbon content is less than 0.001%, no enough paint bake-hardening can be obtained, but when it exceeds 0.010% a significant yield point elongation develops under the as-annealed condition, and the ageing property increases and the elongation greatly deteriorates. A preferable carbon range is from 0.002 to 0.006%.

Manganese is essential for preventing the hot embrittlement of the steel, but excessive manganese contents will produce excessive hardness of the steel. Therefore, in the present invention, the upper limit of the manganese content is 1.5%, and the manganese may be contained in various amounts within the defined range depending on the desired strength of the products. For example, when low strength deep-drawing cold rolled steel strips are desired the manganese content is maintained at about 0.6% or less, and for special applications it may be maintained less than about 0.3%. Naturally larger manganese contents are maintained for obtaining high strength steel sheets.

Aluminum must be contained in amounts not less than 0.005% as soluble aluminum for desired deoxidation of the steel, but aluminum contents of 0.2% or larger will very often cause surface defects. Therefore, the aluminum content should be desirably maintained not more than 0.06%.

Nitrogen, when contained in excessive amounts, is harmful to the object of the present invention to restrict the occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition and assure less ageing. In the present invention, the nitrogen contents within the defined range are combined with boron to form BN, thus rendering the nitrogen content harmless. However, excessive nitrogen contents will necessitate considerable wasteful consumption of ferro-boron alloy. Therefore, the upper limit of the nitrogen content in the present invention is 0.007%, and preferably 0.004%.

Boron is one of the important features of the present invention, and in order to eliminate the harm of the nitrogen content, the boron content must be in amounts equivalent to the B/N ratio (weight %) of 0.5 or larger. On the other hand, if the B/N ratio exceeds 2.5, boron in solid solution will harden the steel. A preferable range of the B/N ratio is from 0.7 to 1.0.

Within the scope of the present invention, silicon and phosphorus are additionally contained when a higher strength level of the products is required.

Silicon is effective for strengthening the steel, but excessive silicon contents will tend to cause deterioration of the corrosion resistance of the steel after paint coating. Therefore, the upper limit of the silicon content in the present invention is 1.0%.

In this connection, it should be noted that in conventionally known Al-killed steels, when Si and Mn are contained and extra rapid cooling is performed, remarkable temper colors develop so that Si and Mn are limited to very small contents, while in the present invention, Si and Mn contents can be increased without danger of temper color development due to a secondary effect of the limitation of the carbon content to 0.01% or less. This is a significant advantage of the present invention.

Phosphorus is most effective to strengthen the steel and at least 0.004% phosphorus is required for this purpose.

Excessive phosphorus contents will deteriorate weldability of the steel and the upper limit should be placed at 0.12%. It is worthy to note that satisfactory non-embrittled fracture during press stamping which is the most important concern when phosphorus is contained in extra-low carbon Al-killed steels can be maintained.

With the above steel composition in combination with the effects of the continuous annealing process details of which will be described hereinbelow, non-ageing steel strips having excellent press formability with respect to deep-drawability and stretchability in particular and excellent paint bake-hardening property can be produced.

Now according to the present invention, no special limitations are imposed on the hot and cold rolling operations. However, in the hot rolling operation, it is desirable to maintain the finishing temperature not lower than Ar3 point and the cooling temperature not higher than 650 DEG C. for the desired deep-drawability. Meanwhile, in the cold rolling operation, a rolling reduction rate not less than 75% is desirable.

In the present invention, the continuous annealing conditions after the cold rolling step are most important.

The reasons for soaking the steel in the temperature range of from 730 DEG C. to A3 point in the continuous annealing process are that when the soaking temperature is too low, only incomplete grain growth can be produced, which is considered to be hinderous to the restriction of occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition and the less ageing property, and the deep-drawability is deteriorated by the too low soaking temperature. On the other hand, when the soaking temperature exceeds Ar3 point, the deep-drawability is again extremely damaged. A preferable soaking temperature range is from 750 DEG C. to 850 DEG C. Regarding the soaking time, about 10 to 180 seconds is most practicable, but may be longer or shorter as cases require.

After the soaking, the steel is rapidly cooled from any desired temperature within the range of from the soaking temperature to 450 DEG C. to a temperature not higher than 250 DEG C. at an average cooling rate not less than about 60 DEG C./second. This soaking condition, as well as the carbon content limitation, is one of the most important features of the present invention, and if this condition is not satisfied, it is impossible to restrict the occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition prior skinpass rolling and provide the less-ageing property.

Although theoretical clarification of the above phenomenon has not yet been made, it is considered to be related with the fact that the precipitation of carbon into cementites etc. can be practically prevented by the rapid cooling as defined above.

As described above, the rapid cooling is done directly from the soaking temperature or is started when the steel is slowly cooled to a temperature not lower than 450 DEG C. This slow cooling to 450 DEG C. may be practically performed at a cooling rate of about 10 DEG C./second. Meanwhile, the starting temperature for the rapid cooling should preferably be between 775 DEG C. and 600 DEG C. and the average cooling rate for the rapid cooling should preferably be not lower than 200 DEG C./second.

It is also essential in the present invention to avoid an overageing treatment after the rapid cooling, quite contrary to the conventional arts. Thus in the present invention, when an overageing treatment is done around 400 DEG C., the yield point elongation restores after the annealing and it is difficult to reduce the ageing property even if a temper rolling is performed. However, the conventional continuous annealing apparatus is generally annexed with an overageing furnace after the annealing furnace, so that if it is unavoidable to pass the strip through the overageing furnace, the passage must be made at a temperature not higher than 250 DEG C., for example. Further, in the present invention as the occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition is restricted, it is generally unnecessary to perform the temper rolling, but it may be done for shapeness correction and surface roughness adjustment of the strip production. However, it is desirable to perform the temper rolling with a slight reduction so as to avoid lowering of the ductility.

Further within the scope of the present invention, the steel strips may be coated by hot dipping during the cooling step of the continuous annealing but before the rapid cooling so as to obtain surface treated deep-drawing steel strips such as Zn coated and Al coated steel strips which are non-ageing and have an excellent paint bake-hardening property.

The present invention will be more clearly understood from the embodiments described hereinbelow.

EXAMPLE 1

Steels having chemical compositions shown in Table 1 are prepared by means of a converter and a vacuum degassing vessel, continuously cast into slabs, hot rolled into hot coils of 3.0 mm in thickness, with a finishing temperature at 910 DEG C. and a coiling temperature at 625 DEG C., then subjected to descaling and cold rolling into strips of 0.8 mm in thickness, and continuous annealing under the following conditions. The soaking is done at 830 DEG C., and the strips are held at the temperature for 60 seconds, then slowly cooled to 700 DEG C. at an average cooling rate of 10 DEG C./second, and rapidly cooled from this temperature to 200 DEG C. at an average cooling rate of 1000 DEG C./second with or without a subsequent skinpass rolling with reduction rates as shown in the Table 1.

Steel Nos. 1-5 shown in Table 1 are produced according to the present invention are practically non-ageing and show a significantly high level of paint bake-hardening with excellent deep-drawability, while comparative steels Nos. 6 and 7 which are outside the scope of the present invention with respect to the carbon content show substantial occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition prior to skinpass rolling, a high degree of ageing, and are considerably inferior to those obtained according to the present invention with respect to the elongation.

Comparative steels Nos. 8 and 9 which are outside the scope of the present invention with respect to the B/N ratio show restricted occurrence of yield point elongation in the as-annealed condition, but show considerably large ageing as compared with the steels according to the present invention.

EXAMPLE 2

This example is intended to illustrate the criticalities of the continuous annealing conditions.

Steels having the same chemical compositions as steel No. 1 and No. 2 in Table 1 are subjected to various soaking temperatures, starting temperatures for the rapid cooling, average cooling rates in the rapid cooling to 250 DEG C. and steel G only was subjected to overageing at 400 DEG C. for 2 minutes.

Steels A to D are within the scope of the present invention and practically non-ageing, and show a high level of paint bake-hardening with excellent deep-drawability.

Steels E and F are outside the scope of the present invention with respect to the average cooling rate in the rapid cooling to 250 DEG C., and steel G is outside the scope of the present invention with respect to the overageing, and steels H and I are outside the scope of the present invention with respect to the starting temperature of the rapid cooling and steels J and K are outside the scope of the present invention with respect to the soaking temperature. All of these comparative steels show a considerable yield point elongation in the as-annealed condition prior to skinpass rolling, and a high degree of ageing, thus unsuitable for applications where the non-ageing property is required.

EXAMPLE 3

Steels having chemical compositions as shown in Table 3 are prepared by means of a converter and a vacuum degassing vessel, continuously cast into slabs, hot rolled into hot coils of 4.0 mm in thickness with a finishing temperature at 910 DEG C. and a coiling temperature at 600 DEG C., then subjected to descaling, cold rolling into strips of 0.8 mm in thickness, and continuous annealing under the following conditions.

The strips are soaked at 800 DEG C. for 60 seconds, and then cooled to 250 DEG C. under the conditions shown in Table 1. The cooling after the soaking to the starting temperature of the rapid cooling is done at a cooling rate of 10 DEG C./sec. The tensile test was performed in the as-annealed condition, and the ageing was evaluated at 100 DEG C. for 30 minutes, but the test pieces which showed yield point elongation in the as-annealed condition were subjected to 0.8% temper rolling reduction and then artificial ageing. The paint bake-hardening was expressed by the increase in yield stress of 2% prestrained specimen after the heat treatment simulated to paint baking at 170 DEG C. for 20 minutes.

The test results are shown in Table 3, from which it is clearly demonstrated that the test pieces No. 1, No. 2, No. 5, No. 8 and No. 9 which are within the scope of the present invention show no yield point elongation in the as-annealed condition and are non-ageing with excellent paint bake-hardenability and

deep-drawability as well as high strength.

Meanwhile, the comparative test pieces No. 4 which is outside the scope of the present invention with respect to the starting temperature of the rapid cooling, and No. 6 and No. 7 which are outside the scope of the present invention with respect to the chemical composition show a considerable yield point elongation or a considerably high degree of ageing or further remarkable tendency of embrittlement during stamping, thus failing to suit for outer skin applications of automobile cars.

As clearly understood from the foregoing descriptions, the present invention has significant industrial advantages because it can produce deep-drawing, high strength cold rolled steel strips having excellent paint bake-hardening property by continuous annealing with a very high production efficiency without overageing, and can well meet with the increasing demands of such steel strips.

TABLE 1-1

Chemical Composition

Steel	
Production	
C Si Mn P S Sol. Al	
N B	
No.	
Process	
(%)	
(%)	
(%)	
(%)	
(%)	
(%) (%) (%) B/N	

1 Present

0.003
0.03
0.22
0.012
0.013
0.028
0.0020
0.0032
1.60

Invention

2 Present

" " " " "

Invention

3 Present

0.005
0.05
0.34
0.007
0.008
0.054
0.0046
0.0035
0.76

Invention

4 Present

" " " " "

Invention

5 Present

0.002
0.02
0.11

0.007
0.005
0.012
0.0015
0.0020
1.3
Invention
6 Comparative
0.012
0.01
0.26
0.010
0.012
0.073
0.0021
0.0019
0.90
7 Comparative
" " " " "
8 Comparative
0.004
0.03
0.11
0.015
0.011
0.069
0.0020
-- 0
9 Comparative
" " " " " "

TABLE 1-2

Yield
Skinpass
Mechanical Properties Increase
Point
Rolling Yield in Yield
Elonga-
Paint
and Yield Tensile
Elon-
Point Stress due
tion after
bake-
Steel
Production
Reduction
Stress
Strength
gation
Elonga-
-r to Ageing
Ageing
hardening
No.
Process
Rate (kg/mm@2)
(kg/mm@2)
(%) tion (%)

Value
 (kg/mm²@2)
 (%) (kg/mm²@2)

1 Present				
None	18.0	29.5	5.06	
0	1.8	0	0.1	5.8
Invention				
2 Present				
0.8%	16.3	30.1	49.8	
0	1.8	0	0	6.0
Invention				
3 Present				
None	18.4	30.4	49.7	
0.1	1.7	0.2	0.1	6.0
Invention				
4 Present				
0.4%	17.1	30.7	49.2	
0	1.7	0.1	0	6.5
Invention				
5 Present				
None	15.1	28.8	52.0	
0	2.0	0	0	5.0
Invention				
6 Comparative				
None	21.1	33.1	43.2	
2.3	1.4	1.7	2.8	5.6
7 Comparative				
0.8%	19.4	35.0	39.8	
0	1.4	4.1	1.2	5.8
8 Comparative				
None	20.8	31.3	48.2	
0.1	1.6	0.8	0.6	6.2
9 Comparative				
0.8%	19.4	32.2	47.1	
0	1.6	1.2	0.4	5.9

Note:

Ageing Condition: Artificial Ageing at 100 DEG C. for 30 minutes. The paint bakehardening is expressed by the increase in yield stress by a heat treatment simulated to the paint baking at 170 DEG C. for 20 minutes after 2% prestrain.

TABLE 2-1

Continuous Annealing Condition
Average Skinpass
Starting
Cooling Rate
Rolling
Temp. of
from Start of
and
Production
Soaking Rapid
Rapid Cooling
Reduction
Steel
Process
Temp. .times. seconds
Cooling

to 250 DEG C.

Rate

A Present

830 DEG C. .times. 60 sec

700 DEG C.

1000 DEG C./sec

--

Invention

B Present

" " " 0.8%

Invention

C Present

" " 300 DEG C./sec

--

Invention

D Present

" " " 0.8%

Invention

E Comparative

" " 30 DEG C./sec

--

F Comparative

" " " 0.8%

G Comparative

" " 1000 DEG C./sec

--

H Comparative

" 400 DEG C.

" --

I Comparative

" " " 0.8%

J Comparative

700 DEG C. .times. 60 sec

700 DEG C.

" --

K Comparative

" " " 0.8%

TABLE 2-2

Yield

Mechanical Properties Increase

Point

Yield in Yield

Elonga-

Paint

Yield Tensile

Elon-

Point Stress due

tion after

bake-

Production

Stress

Strength

gation

Elonga-

-r to Ageing

Ageing

hardening

Steel
 Process
 (kg/mm²)
 (kg/mm²)
 (%) t_{ion} (%)
 Value
 (kg/mm²)
 (%) (kg/mm²)

A Present
 18.0 29.5 50.6
 0 1.8 0 0.1 5.8
 Invention
 B Present
 16.3 30.1 49.8
 0 1.8 0 0 6.0
 Invention
 C Present
 18.3 29.6 50.8
 0 1.8 0.3 0.2 6.0
 Invention
 D Present
 17.0 30.1 50.2
 0 1.8 0 0.1 5.9
 Invention
 E Comparative
 20.8 29.4 50.9
 4.3 1.8 0.2 4.4 5.7
 F Comparative
 17.9 30.0 48.2
 0 1.8 2.0 1.2 6.1
 G Comparative
 23.3 29.2 49.0
 5.2 1.8 0.6 5.5 4.8
 H Comparative
 20.6 29.4 50.7
 3.9 1.8 0.3 4.0 5.6
 I Comparative
 18.0 30.1 48.6
 0 1.8 1.6 1.1 5.8
 J Comparative
 21.3 31.9 46.2
 1.8 1.4 1.6 2.5 5.5
 K Comparative
 20.2 33.0 44.6
 0 1.4 0.7 1.2 5.7

Steel G was reheated and overaged at 400 DEG C. for 2 minutes after rapid cooling.

TABLE 3-1

Steel
 Chemical Composition (wt %)
 No. C Si Mn P S Sol. Al
 N B B/N

1.circle.
 0.003
 0.03
 0.23

0.065

0.010

0.030

0.0034

0.0028

0.8

2.circle.

" " " " "

3 " " " " "

4 " " " " "

5.circle.

0.005

0.32

0.89

0.085

0.012

0.036

0.0024

0.0035

1.4

6 0.004

0.02

0.22

0.068

0.011

0.043

0.0032

-- --

7 0.016

0.02

0.50

0.058

0.010

0.052

0.0040

0.0035

0.9

8.circle.

0.002

0.02

1.2

0.041

0.005

0.012

0.0018

0.0020

1.1

9.circle.

0.004

0.81

0.14

0.046

0.007

0.009

0.0046

0.0040

0.9

.circle. Present Invention

TABLE 3-2

Cooling Condition Yield
Starting Average Cooling
Mechanical Properties Point
Temp. of
Rate from Start Yield Elongation
Paint
Rapid
of Rapid Cooling
Yield Tensile
Elongation
Point after bakehardening
Steel
Cooling
to 250 DEG C.
Stress
Strength
gation
Elongation
-r Ageing
hardening
No. (DEGC.)
(DEGC./sec)
(kg/mm@2)
(kg/mm@2)
(%) tension (%)
Value
(%) (kg/mm@2)

1.circle.

700 1000 23.4 36.4 44 0 1.8 0 5.5

2.circle.

" 300 23.8 36.1 45 0 1.8 0.3 5.8

3 " 20 25.7 36.0 45 4.2 1.8 *1.2 5.0

4 400 1000 25.5 36.0 45 3.6 1.8 *1.0 5.1

5.circle.

700 " 27.0 41.7 39 0 1.7 0 6.2

6 " " 26.1 37.6 43 0.2 1.5 *0.8 5.9

7 " " 31.2 43.8 32 2.8 1.4 *1.2 5.4

8.circle.

" " 25.8 39.0 44 0 1.7 0 5.0

9.circle.

" " 30.2 43.0 38 0 1.7 0 5.1

Note:

.circle. Present Invention

(1) Ageing Condition: 100 DEG C. for 30 minutes.

*Artificial ageing is done after 0.8% skinpass rolling following the annealing.

(2) The paint bakehardening is expressed by the increase in yield stress by a heat treatment simulated to the paint baking at 170 DEG C. for 2 minutes after 2% prestrain.

Data supplied from the esp@cenet database - I2

(19) BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

(12) **Patentschrift**
(11) **DE 3221840 C2**

(51) Int. Cl. 4:
C21D 8/04

(21) Aktenzeichen: P 32 21 840.0-24
(22) Anmeldetag: 9. 6. 82
(43) Offenlegungstag: 5. 1. 83
(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 14. 1. 88

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

(30) Unionspriorität: (32) (33) (31)
10.06.81 JP P89142-81 18.09.81 JP P147589-81

(73) Patentinhaber:
Nippon Steel Corp., Tokio/Tokyo, JP

(74) Vertreter:
Vossius, V., Dipl.-Chem. Dr.rer.nat.; Vossius, D.,
Dipl.-Chem.; Tauchner, P., Dipl.-Chem. Dr.rer.nat.;
Heunemann, D., Dipl.-Phys. Dr.rer.nat.; Rauh, P.,
Dipl.-Chem. Dr.rer.nat., Pat.-Anw., 8000 München

(72) Erfinder:
Takahashi, Nobuyuki; Shibata, Massaki; Furuno,
Yoshikuni, Kitakyushu, Fukuoka, JP

(56) Für die Beurteilung der Patentfähigkeit
in Betracht gezogene Druckschriften:
DE 30 03 489 A1
DE 29 42 338 A1
US 39 88 173
JP 72-33 409 B2
JP 74-1 969 B2
JP 79-1 07 419 A2

(54) Verfahren zum Herstellen von tiefziehbarem, alterungsbeständigem Bandstahl mit sehr guter Härtbarkeit beim
Einbrennlackieren

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen von tiefziehbarem, alterungsbeständigem Bandstahl mit sehr guter Härtbarkeit beim Einbrennlackieren mit den Maßnahmen:

- 5 a) Warm- und Kaltwalzen von Al-beruhigtem Stahl, der aus
0,001 bis 0,01% C, höchstens 1,5% Mn,
0,005 bis 0,20% Al, höchstens 0,007% N,
B in einer Menge, entsprechend einem B/N-Verhältnis von 0,5 bis 2,5,
gegebenenfalls bis zu 1,0% Si und/oder
0,04 bis 0,12% P,
Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen besteht,
- 10 b) Wärmebehandlung des so erhaltenen Bandstahls in einem Temperaturbereich von 730°C bis zum A₃-Punkt in einer Durchlaufglühanlage
- 15 c) rasches Abkühlen des Bandstahls von einer Temperatur im Bereich von 775 bis 600°C auf eine Temperatur unterhalb von höchstens 250°C mit einer mittleren Kühlgeschwindigkeit von mindestens 300 K/s.
- 20 2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das rasche Abkühlen mit einer Kühlgeschwindigkeit von mindestens 1000 K/s erfolgt.
- 25 3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß die Wärmebehandlung in einem Temperaturbereich von 750 bis 850°C erfolgt.
- 30 4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß die Endtemperatur beim Warmwalzen nicht niedriger als der A₃-Punkt liegt, die Wickeltemperatur höchstens 650°C und der Reduktionsgrad beim Kaltwalzen mindestens 75% beträgt.
- 35 5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß zwischen den Maßnahmen b) und c) eine Metallbeschichtung des Bandstahls durch Heißtauchen erfolgt.

Beschreibung

30 Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen von tiefziehbarem, alterungsbeständigem Bandstahl mit sehr guter Härtbarkeit beim Einbrennlackieren.

Zum Preßformen (Druckumformen) von kaltgewalzten Stahlblechen und Bandstahl (nachfolgend als "Bänder" bezeichnet), etwa zur Verwendung bei Kraftfahrzeugen (z. B. Karosserieblech), sind verschiedene Eigenschaften erforderlich, wie gute Tiefziehbarkeit, Dehnbarkeit, Formbeständigkeit und Alterungsbeständigkeit; diese Eigenschaften sind insbesondere bei Anwendungen als Außenhaut, wie bei Türen, Dächern und Täfelungen wesentlich.

Um eine hohe Beständigkeit gegen die Bildung von Beulen bei Blechen, etwa durch Vibratoren des Kraftfahrzeugs, zu erreichen, sollten die Bleche eine zusätzliche Eigenschaft aufweisen, die als "Härtbarkeit beim Einbrennlackieren" bezeichnet wird, d. h., daß die Streckgrenze des Bandstahls während der Wärmebehandlung zum Einbrennen der Farbe auf dem Bandstahl während der Kraftfahrzeugproduktion erheblich erhöht werden kann.

Kaltgewalzte Stahlbleche mit einer derartigen Härtbarkeit beim Einbrennen der Farbe sind bekannt (vgl. JP-OS 1 07 419/79), wonach Al-beruhigte Stähle zunächst warm- und kaltgewalzt werden, anschließend bei offener Wicklung geglüht werden, wobei die Wärmebehandlung der Bleche bei einer Temperatur im Bereich vom A₁-Punkt bis zum A₃-Punkt erfolgt, und schließlich mit einer Kühlgeschwindigkeit von 30 bis 200 K/h gekühlt werden; alternativ können Al-beruhigte Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,01% in Form einer festen Wicklung rekristallisationsgeglüht werden, um den Kohlenstoffgehalt in fester Lösung zu erhöhen. Der Härtungsgrad beim Einbrennlackieren, den man bei diesem Stand der Technik erhält, liegt jedoch weit unterhalb dem hierfür üblichen Standard von 49 N/mm². Bei diesem Stand der Technik erfolgt das Glühen durch Rekristallisationsglühen (Kastenglühen) mit langsamem Abkühlen, langandauerndem Durchwärmern und langsamem Abkühlen, so daß eine erhebliche Zeit erforderlich und somit die Produktivität ungünstig ist.

In den JP-PS 33 409/72 und 1969/74 sind Verfahren zum Kaltwalzen von Bandstahl mit sehr guter Preßformbarkeit, wie Tiefziehen und Dehnbarkeit, beschrieben; diese Verfahren sind in begrenztem Umfang kommerziell eingesetzt worden. Bei diesen bekannten Verfahren muß jedoch der Stahl in einem Durchlaufglühofen aufgeheizt und durchgewärmt, danach auf beispielsweise etwa 400°C rasch abgekühlt und nach dieser Temperatur überaltert werden; alternativ kann der Stahl auf Raumtemperatur abgekühlt, dann auf etwa 400°C wieder erwärmt und schließlich nahe dieser Temperatur überaltert werden.

Die US-PS 39 88 173 beschreibt ein Verfahren zur Herstellung von kaltgewalztem Bandstahl aus einem aluminium-beruhigtem Stahl mit einem Zusatz an Bor. Dabei wird der Stahl von der zwischen 650°C und dem A₃-Punkt liegenden Durchwärmtemperatur mit einer Kühlgeschwindigkeit von 5 bis 30 K/s bis zu einer Überalterungstemperatur im Bereich von 200 bis 500°C abgekühlt. Der Stahl soll bei der Überalterungstemperatur 10 s bis 10 min lang gehalten werden. Dieser kaltgewalzte Bandstahl soll besonders gut verarbeitbar sein.

Aus der DE-OS 29 42 338 ist ein Verfahren zum Herstellen von kaltgewalztem Bandstahl mit hervorragenden Tiefzieheigenschaften bekannt. Nach diesem Verfahren wird ein aluminium-beruhigter Stahl ohne spezielle Zusätze aber mit einem extrem niedrigen Kohlenstoffgehalt schnell erwärmt und bei dieser Temperatur gehalten. Danach wird der Stahl mit einer Kühlgeschwindigkeit von 10 bzw. 150 K/s abgekühlt.

Nach dem in der DE-OS 30 03 489 beschriebenen Verfahren wird das Stahlband sehr schnell erwärmt, nur

PS 32 21 840

kurze Zeit einer Wärmebehandlung unterzogen und dann bis zu einem Überalterungstemperaturbereich mit einer Kühlgeschwindigkeit von mindestens 50 K/s abgekühlt. Schließlich wird bei einer Temperatur von 300 bis 500°C eine Überalterung durchgeführt.

Diese mit dem Durchlaufglühen erhaltenen bekannten, kaltgewalzten Stahlbäder sind nachteilig, da die Streckgrenzendecknung bei den Bändern auftritt, wenn diese im sogenannten "nicht-Polierstich-Zustand" sind, insbesondere altern die Bänder, selbst wenn sie überaltert worden sind, oder verringerte C- und N-Anteile sowie zusätzliche Elemente, wie Al und B, enthalten.

Daher kann man mit den bekannten Verfahren nicht in zufriedenstellender Weise tiefziehbaren, alterungsbeständigen und kaltgewalzten Bandstahl mit sehr guter Härtbarkeit beim Einbrennlackieren, wie beim erfundsgemäßen Verfahren erhalten.

Bei den bekannten Durchlauf-Glühverfahren ist es ferner wesentlich, die Überalterungsbehandlung in der vorstehenden Weise auszuführen, um das gelöste C und N zu reduzieren, so daß der Produktionszyklus nur in beschränktem Umfang verkürzt werden kann und die Durchlaufglühstrecke eine erhebliche Länge aufweisen muß.

Demgegenüber liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zum Herstellen von tiefziehbarem, alterungsbeständigem, kaltgewalztem Bandstahl mit sehr guter Preßformbarkeit (Druckumformbarkeit) und Härtbarkeit beim Einbrennlackieren anzugeben. Gelöst wird die Aufgabe mit den Merkmalen der Patentansprüche. Im Rahmen der Erfindung sind umfangreiche Untersuchungen hierfür, insbesondere im Hinblick auf die Stahlzusammensetzung und den Durchlaufglühzyklus durchgeführt worden, und es hat sich ergeben, daß die gestellte Aufgabe insbesondere dadurch gelöst werden kann, daß man B-enthaltende, Al-beruhigte Stähle mit verringertem Kohlenstoffgehalt von 0,001 bis 0,010% im Temperaturbereich von 730°C bis zum A₃-Punkt in einem Durchlaufglühprozeß durchgewärmt und dann die Stähle ausgehend von einer Temperatur, die zwischen 775 und 600°C liegt, rasch abgekühlt.

Erfundsgemäß wird ein Stahl in üblicher Weise warm- und kaltgewalzt; dieser Stahl enthält 0,001 bis 0,01% C, höchstens 1,5% Mn, 0,005 bis 0,20% Al, höchstens 0,007% N und B in einer Menge, daß das Verhältnis B/N von 0,5 bis 2,5 beträgt; dieser Stahl kann ferner gegebenenfalls bis zu 1,0% Si und 0,04 bis 0,12% P enthalten. Falls nicht anders angegeben, beziehen sich im gesamten Text Prozentangaben auf Gewichtsprozent. Der so erhaltene Bandstahl wird in einem Temperaturbereich von 730°C bis zum A₃-Punkt durch Durchlaufglühen durchgewärmt und schließlich von einer Temperatur, die zwischen 750°C und 600°C liegt, auf eine Temperatur unterhalb von höchstens 250°C mit einer mittleren Kühlgeschwindigkeit von mindestens 300 K/s rasch abgekühlt, ohne anschließende Überalterungsbehandlung.

Mit der erfundsgemäßen Lösung erhält man Bandstahl, bei dem an sich gegensätzliche Forderungen erfüllt sind, nämlich eine sehr geringe Alterung und gleichzeitig eine sehr gute Härtung des Stahls beim Einbrennlackieren.

Das erfundsgemäß erhaltene Stahlband kann die Dehnung bei der Streckgrenze in gegläutem Zustand vor dem Dressieren einschränken; ferner altert dieser Bandstahl weniger, weist jedoch eine ausgezeichnete Härtung beim Einbrennlackieren auf. Dieser Bandstahl erhält diese ausgezeichneten Eigenschaften auch nach dem Dressieren oder Richten zur Formkorrektur und zum Einstellen der Oberflächenrauhigkeit.

Die erfundsgemäß erreichbare Alterungsbeständigkeit führt dazu, daß die Streckgrenzendecknung des Bandes nach künstlicher Alterung bei 100°C während 30 min höchstens 0,3% beträgt.

Bisher ist noch nicht theoretisch geklärt, warum die ausgezeichneten Eigenschaften der Bänder gemäß der Erfindung erhalten werden können, jedoch sind diese Eigenschaften höchstwahrscheinlich auf die Korngrenzenfestigkeit und das Verhalten des Kohlenstoffs in fester Lösung zurückzuführen.

Die Herstellung von kaltgewalztem Bandstahl durch Durchlaufglühen erfordert einen Zyklus mit kurzzeitigen Wärmebehandlungen, insbesondere einer raschen Erwärmung, einer kurzzeitigen Wärmebehandlung sowie einer raschen Abkühlung, so daß der Kohlenstoff im Stahl im übersättigten Zustand bleibt. Daher erfolgt üblicherweise eine Überalterungsbehandlung, um eine Alterungsbeständigkeit zu erzielen oder den Stahl zu erweichen.

In diesem Fall ist vorgeschlagen worden, daß der Stahl zunehmend rasch direkt von der Durchwärmtemperatur oder aus einer relativ hohen Temperaturzone während des langsamen Kühlens abgekühlt wird, um den übersättigten Kohlenstoff in fester Lösung zu erhöhen; danach wird die Ausscheidung von Kohlenstoff durch anschließendes Überaltern unterstützt. Die vorliegende Erfindung beruht auf einem technischen Grundgedanken, der sich vollständig vom Stand der Technik unterscheidet und keine Überalterungsbehandlung erfordert. Im Gegensatz zum Stand der Technik ist sogar die Überalterungsbehandlung im Rahmen der Erfindung ziemlich nachteilig, da sie zu einer Erhöhung der Streckgrenzendecknung im gegläuteten Zustand, wie vorstehend aufgeführt, sowie zu einer Erhöhung der Alterung führt, so daß die Ziele der vorliegenden Erfindung zumindest nicht vollständig erreicht werden.

Es ist kaltgewalzter Zweiphasen-Bandstahl bekannt, der ähnlich dem Bandstahl gemäß der Erfindung ist und der durch Durchgangsglühen ohne Überalterungsbehandlung hergestellt wird; ferner ist bei diesem bekannten Bandstahl das Auftreten der Streckgrenzendecknung beim Glühen vor dem Dressieren beschränkt, die Alterung ist geringer und die Härtbarkeit beim Einbrennlackieren ist ausgezeichnet. Dieser kaltgewalzte Zweiphasen-Bandstahl hat jedoch Mischstrukturen von Ferrit und Martensit, das bei der raschen Abkühlung aus dem α-γ-Temperaturbereich transformiert wurde, während die erfundsgemäß gebildete Stahlstruktur aus Ferrit besteht, der hauptsächlich aus der einzigen Phase α rasch abgekühlt worden ist.

Daher ist der Bandstahl gemäß der Erfindung völlig unterschiedlich gegenüber dem zweiphasigen Bandstahl im Hinblick auf die Metallographie sowie die Stahlzusammensetzung und dem erhaltenen Festigkeitswert.

Nachstehend werden weitere Einzelheiten der Erfindung näher erläutert.

Bezüglich der chemischen Zusammensetzung des erfundsgemäß Bandstahls ist Kohlenstoff eines der

PS 32 21 840

wichtigsten Elementen und muß im Bereich von 0,001 bis 0,01% gehalten werden, um das Auftreten der Streckgrenzdehnung im geglühten Zustand zu beschränken, wenn der Stahl von einer Temperatur, die zwischen 775°C und 600°C liegt, rasch abgekühlt wird, um eine geringere Alterung sowie eine ausgezeichnete Härtbarkeit beim Einbrennlackieren zu erzielen.

- 5 Wenn der Kohlenstoffgehalt geringer als 0,001% ist, so erhält man keine ausreichende Härtbarkeit beim Einbrennlackieren, und wenn der betreffende Kohlenstoffgehalt 0,010% übersteigt, ergibt sich eine erhebliche Streckgrenzdehnung beim Glühen, die Alterung nimmt zu und die Dehnung verschlechtert sich stark. Ein bevorzugter Kohlenstoffgehalt liegt im Bereich von 0,002 bis 0,006%.

Mangan ist wesentlich zum Verhindern der heißen Versprödung des Stahls, jedoch führt ein übermäßiger

- 10 Mangananteil zu einer übermäßigen Härte des Stahls. Daher liegt erfundungsgemäß der obere Grenzwert für den Mangangehalt bei 1,5%, und das Mangan kann in verschiedenen Mengen in dem angegebenen Bereich entsprechend der gewünschten Festigkeit des Produkts enthalten sein. Wenn beispielsweise tiefziehbare kaltgewalzter Bandstahl mit geringer Festigkeit gewünscht wird, wird der Mangangehalt auf etwa 0,6% oder weniger eingestellt, und bei speziellen Anwendungen kann er auf weniger als etwa 0,3% gehalten werden.

- 15 Größere Mangananteile dienen zur Herstellung von hochfesten Stahlblechen.

Der Aluminiumanteil sollte nicht weniger als 0,005% als lösbares Aluminium für die gewünschte Deoxidation des Stahls betragen, und Aluminiumanteile von 0,2% oder mehr führen sehr häufig zu Oberflächenschäden. Daher sollte der Aluminiumanteil vorzugsweise höchstens 0,06% betragen.

Bei hohen Anteilen von Stickstoff wird das erfundungsgemäße Ziel beeinträchtigt, das Auftreten der Streck-

- 20 grenzdehnung beim Glühen zu beschränken und eine geringe Alterung sicherzustellen. Erfundungsgemäß wird der Stickstoffgehalt im angegebenen Bereich in Beziehung zum Boranteil gesetzt, um BN zu bilden, so daß der Stickstoffgehalt unschädlich wird. Ein übermäßiger Stickstoffanteil erfordert jedoch einen übermäßigen Einsatz einer Ferroborlegierung. Daher sollte der obere Grenzwert für den Stickstoffgehalt erfundungsgemäß bei 0,007% und vorzugsweise bei 0,004% liegen.

- 25 Um Beeinträchtigungen durch den Stickstoffgehalt zu vermeiden, muß der Boranteil entsprechend einem B/N-Verhältnis (Gewichtsprozent) von 0,5 oder mehr betragen. Wenn andererseits das B/N-Verhältnis 2,5 übersteigt, so härtet das Bor in fester Lösung den Stahl. Ein bevorzugter Bereich für das B/N-Verhältnis beträgt 0,7 bis 1,0.

Im Rahmen der Erfindung können auch Silicium und Phosphor zusätzlich vorhanden sein, wenn ein höherer Festigkeitswert der Produkte erforderlich ist.

Silicium bewirkt eine Erhöhung der Festigkeit des Stahls, jedoch führt ein übermäßiger Siliciumanteil zu einer Verschlechterung der Korrosionsbeständigkeit des Stahls nach dem Farbbeschichten. Daher liegt der obere Grenzwert für den Siliciumgehalt erfundungsgemäß bei 1,0%.

In diesem Zusammenhang wird darauf hingewiesen, daß bei bekannten Al-beruhigten Stählen, die Si und Mn

- 35 enthalten und die einer zusätzlichen Schnellkühlung unterworfen werden, sich merkliche Anlaßfarben bilden, so daß Si und Mn auf sehr kleine Anteile eingeschränkt sind, während erfundungsgemäß die Si- und Mn-Anteile ohne die Gefahr der Bildung von Anlaßfarben erhöht werden können, und zwar aufgrund eines Sekundäreffekts der Beschränkung des Kohlenstoffgehalts auf 0,01% oder weniger. Dies ist ein besonderer Vorteil der erfundungsgemäßen Stähle.

- 40 Phosphor ist besonders wirkungsvoll, um die Festigkeit des Stahls zu erhöhen, und daher beträgt der Phosphoranteil vorzugsweise 0,04% oder mehr.

Ein übermäßiger Phosphoranteil verschlechtert die Schweißbarkeit des Stahls, und daher sollte der obere Grenzwert vorzugsweise bei 0,12% liegen. Man erhält eine ausreichende nicht versprödeten Reißfestigkeit beim Preßstanzen, was an sich insbesondere dann berücksichtigt werden muß, wenn Phosphor in besonders kohlenstoffarmen Al-beruhigten Stählen enthalten ist.

Mit der vorstehenden Stahlzusammensetzung in Kombination mit den Wirkungen des Durchlaufglühens, dessen Einzelheiten nachstehend näher erläutert werden, erhält man alterungsbeständige Stahlbänder mit ausgezeichnetner Preßformbarkeit beim Tiefziehen und Strecken sowie eine ausgezeichnete Härtbarkeit beim Einbrennlackieren.

- 50 Erfundungsgemäß sind an sich keinerlei Einschränkungen während des Warm- und des Kaltwalzens vorgesehen. Beim Warmwalzen ist es jedoch vorteilhaft, die Endtemperatur nicht unter dem Ar₃-Punkt und die Wickeltemperatur nicht unter 650°C zu halten, um die gewünschte Tiefziehbarkeit zu erreichen. Beim Kaltwalzen soll die Walzreduktion vorzugsweise mindestens 75% betragen.

Erfundungsgemäß sind die Bedingungen beim Durchlaufglühen nach dem Kaltwalzen besonders bedeutsam.

55 Das Durchwärmens des Stahls erfolgt beim Durchlaufglühen im Temperaturbereich von 730°C bis zum Ar₃-Punkt, denn wenn die Durchwärmtemperatur zu niedrig ist, erhält man nur ein unvollständiges Kornwachstum, das hinderlich ist für die Einschränkung des Auftretens der Streckgrenzdehnung im geglühten Zustand und für eine geringere Alterung; ferner wird die Tiefziehbarkeit durch eine zu niedrige Durchwärmtemperatur verschlechtert. Wenn andererseits die Durchwärmtemperatur den Ar₃-Punkt übersteigt, wird die Tiefziehbarkeit wiederum stark verschlechtert. Die Durchwärmtemperatur liegt vorzugsweise im Bereich von 750°C bis 850°C. Vorteilhaft ist eine Durchwärmtdauer von etwa 10 bis 180 s, sie kann jedoch je nach dem betreffenden Fall länger oder kürzer sein.

Nach dem Durchwärmens wird der Stahl von einer gewünschten Temperatur innerhalb des Bereichs zwischen der Durchwärmtemperatur und 600°C auf eine Temperatur von höchstens 250°C mit einer mittleren Kühlgeschwindigkeit von mindestens etwa 300 K/s rasch abgekühlt. Sowohl diese Durchwärmbedingung als auch die Einschränkung des Kohlenstoffgehalts sind wesentliche Merkmale der vorliegenden Erfindung. Werden diese Bedingungen nicht erfüllt, so kann das Auftreten der Streckgrenzdehnung beim Glühen vor dem Dressieren nicht beschränkt werden und eine geringere Alterung ist nicht möglich.

PS 32 21 840

während 30 min; die Versuchsproben, die eine Streckgrenzdehnung im Glühzustand zeigen, werden durch Dressieren um 0,8% reduziert und dann künstlich gealtert. Die Härtbarkeit beim Einbrennlackieren wird ausgedrückt durch die Zunahme der Streckspannung einer um 2% vorgespannten Probe nach der Wärmebehandlung für die Simulierung des Einbrennens der Farbe bei 170°C während 20 min.

5 Die Versuchsergebnisse sind in Tabelle III dargestellt, die deutlich zeigen, daß die erfundungsgemäßen Probenstücke Nr. 1, 2, 5, 8 und 9 keine Streckgrenzdehnung im geglühten Zustand, alterungsbeständig bei ausgezeichneter Härtbarkeit beim Einbrennlackieren, eine gute Tiefziehbarkeit sowie eine hohe Festigkeit aufweisen.

10 Die Versuchsprobe Nr. 4, die hinsichtlich der Ausgangstemperatur beim Schnellkühlen nicht unter die Erfindung fällt, sowie die Proben Nr. 6 und 7, die hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung nicht unter die Erfindung fallen, zeigen eine erhebliche Streckgrenzdehnung, eine erhebliche Alterung und/oder eine erhebliche Neigung zum Versprüden beim Stanzen, so daß sie beispielsweise nicht als Karosserieblech für Kraftfahrzeuge eingesetzt werden können.

15 Durch das erfundungsgemäße Verfahren können somit tiefziehbare, hochfeste, kaltgewalzte Stahlbänder mit ausgezeichneter Härtbarkeit beim Einbrennlackieren durch Durchlaufglühen bei sehr hoher Produktionsausbeute ohne Überalterung in Einklang mit der zunehmenden Nachfrage nach derartigen Stahlbändern hergestellt werden.

Tabelle I-1

Stahl Nr.	Herstellungs- verfahren	Chemische Zusammensetzung (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Gel. Al	N	B	B/N
25	1 Ersfindung	0,003	0,03	0,22	0,012	0,013	0,028	0,0020	0,0032	1,60
	2 Ersfindung	0,003	0,03	0,22	0,012	0,013	0,028	0,0020	0,0032	1,60
	3 Ersfindung	0,005	0,05	0,34	0,007	0,008	0,054	0,0046	0,0035	0,76
30	4 Ersfindung	0,005	0,05	0,34	0,007	0,008	0,054	0,0046	0,0035	0,76
	5 Ersfindung	0,002	0,02	0,11	0,007	0,005	0,012	0,0015	0,0020	1,3
	6 zum Vergleich	0,012	0,01	0,26	0,010	0,012	0,073	0,0021	0,0019	0,90
35	7 zum Vergleich	0,012	0,01	0,26	0,010	0,012	0,073	0,0021	0,0019	0,90
	8 zum Vergleich	0,004	0,03	0,11	0,015	0,011	0,069	0,0020	-	0
	9 zum Vergleich	0,004	0,03	0,11	0,015	0,011	0,069	0,0020	-	0

40

45

50

55

60

65

PS 32 21 840

Tabelle I-2

Stahl Nr.	Herstellungs- verfahren	Dressieren und Reduk- tionsgrad	Mechanische Eigenschaften					Zunahme der Streck- spannung durch Alterung (N/mm ²)	Streck- grenzen- dehnung nach der Alterung (%)	Härtbarkeit beim Einbrennen von Farbe (N/mm ²)
			Streck- spannung (%)	Zug- festigkeit (N/mm ²)	(N/mm ²)	Dehnung (%)	Streck- grenzen- dehnung (%)			
1	Erfindung	-	177	289	5,06	0	1,8	0	0,1	57
2	Erfindung	0,8	160	295	49,8	0	1,8	0	0	59
3	Erfindung	-	181	298	49,7	0,1	1,7	2	0,1	59
4	Erfindung	0,4	168	301	49,2	0	1,8	0,98	0	64
5	Erfindung	-	148	283	52,0	0	2,0	0	0	49
6	zum Vergleich	-	207	325	43,2	2,3	1,4	17	2,8	55
7	zum Vergleich	0,8	190	343	39,8	0	1,4	40	1,2	57
8	zum Vergleich	-	204	307	48,2	0,1	1,6	8	0,6	61
9	zum Vergleich	0,8	190	316	47,1	0	1,6	12	0,4	58

Anmerkung:

Alternierungsbedingung: Künstliche Alternierung bei 100°C während 30 min. Die Härtbarkeit beim Einbrennlackieren wird ausgedrückt durch die Zunahme der Streckspannung durch eine das Einbrennlackieren simulierende Wärmebehandlung bei 170°C während 20 min nach 2% Vorspannen.

Tabelle II-1

Stahl	Herstellungs- verfahren	Durchlaufglühbedingung			Dressieren und Reduk- tions- grad
		Durchwärmen (Temp. x s)	Anfangs- temperatur beim Schnell- glühen	mittlere Kühl- geschwindigkeit vom Beginn der Schnellkühlung auf 250°C	
A	Erfindung	830°C x 60 s	700°C	1000°K/s	-
B	Erfindung	830°C x 60 s	700°C	1000°K/s	0,8%
C	Erfindung	830°C x 60 s	700°C	300°K/s	-
D	Erfindung	830°C x 60 s	700°C	300°K/s	0,8%
E	zum Vergleich	830°C x 60 s	700°C	30°K/s	-
F	zum Vergleich	830°C x 60 s	700°C	30°K/s	0,8%
G	zum Vergleich	830°C x 60 s	700°C	1000°K/s	-
H	zum Vergleich	830°C x 60 s	400°C	1000°K/s	-
I	zum Vergleich	830°C x 60 s	400°C	1000°K/s	0,8%
J	zum Vergleich	700°C x 60 s	700°C	1000°K/s	-
K	zum Vergleich	700°C x 60 s	700°C	1000°K/s	0,8%

PS 32 21 840

Tabelle II-2

Stahl	Herstellungs-verfahren	Mechanische Eigenschaften					Zunahme der Streck- spannung durch Alterung (N/mm ²)	Streck- grenzen- dehnung nach der Alterung (%)	Härtbarkeit beim Einbrennen von Farbe (N/mm ²)
		Streck- spannung (N/mm ²)	Zug- festigkeit (N/mm ²)	Dehnung (%)	Streck- grenzen- dehnung (%)	z-Wert			
A	Erfindung	177	289	50,6	0	1,8	0	0,1	57
B	Erfindung	160	295	49,8	0	1,8	0	0	59
C	Erfindung	180	290	50,8	0	1,8	3	0,2	59
D	Erfindung	167	295	50,2	0	1,8	0	0,1	58
E	zum Vergleich	204	288	50,9	4,3	1,8	2	4,4	56
F	zum Vergleich	176	294	48,2	0	1,8	20	1,2	60
G	zum Vergleich	229	286	49,0	5,2	1,8	6	5,5	47
H	zum Vergleich	202	288	50,7	3,9	1,8	3	4,0	55
I	zum Vergleich	177	295	48,6	0	1,8	16	1,1	57
J	zum Vergleich	209	313	46,2	1,8	1,4	16	2,5	54
K	zum Vergleich	198	324	44,6	0	1,4	7	1,2	56

Anmerkung:

Der Stahl G wird nach dem Schnellkühlen wieder erwärmt und bei 400°C für 2 min überaltert.

Tabelle III-1

Stahl Nr.	Chemische Zusammensetzung (Gew.-%)								
	C	Si	Mn	P	S	Gel. Al	N	B	B/N
①	0,003	0,03	0,23	0,065	0,010	0,030	0,0034	0,0028	0,8
②	0,003	0,03	0,23	0,065	0,010	0,030	0,0034	0,0028	0,8
3	0,003	0,03	0,23	0,065	0,010	0,030	0,0034	0,0028	0,8
4	0,003	0,03	0,23	0,065	0,010	0,030	0,0034	0,0028	0,8
⑤	0,005	0,32	0,89	0,085	0,012	0,036	0,0024	0,0035	1,4
6	0,004	0,02	0,22	0,068	0,011	0,043	0,0032	-	-
7	0,016	0,02	0,50	0,058	0,010	0,052	0,0040	0,0035	0,9
⑧	0,002	0,02	1,2	0,041	0,005	0,012	0,0018	0,0020	1,1
⑨	0,004	0,81	0,14	0,046	0,007	0,009	0,0046	0,0040	0,9

○ vorliegende Erfindung

PS 32 21 840

Tabelle III-2

Stahl Nr.	Kühlbedingung		Mechanische Eigenschaften					Streck- grenzen- dehnung nach dem Altern	Härtbarkeit beim Einbrennlackieren
	Anfangs- temp. beim Schnell- kühlen (°C)	mittlere Kühl- geschwindigkeit vom Beginn der Schnellkühlung auf 250°C (°K/s)	Streck- spannung (N/mm²)	Zug- festigkeit (N/mm²)	Dehnung (%)	Streck- grenzen- dehnung (%)	z-Wert (%)		
①	700	1000	230	357	44	0	1,8	0	54
②	700	300	233	354	45	0	1,8	0,3	57
3	700	20	252	353	45	4,2	1,8	*1,2	49
4	400	1000	250	353	45	3,6	1,8	*1,0	50
⑤	700	1000	265	409	39	0	1,7	0	61
6	700	1000	256	369	43	0,2	1,5	*0,8	58
7	700	1000	306	430	32	2,8	1,4	*1,2	53
⑧	700	1000	253	383	44	0	1,7	0	49
⑨	700	1000	296	422	38	0	1,7	0	50

Anmerkung:

- (1) Alterungsbedingung: 100°C bei 30 min.
 - Die künstliche Alterung erfolgt nach dem Glühen und Dressieren mit 0,8% Reduktion.
- (2) Die Härtbarkeit bei Einbrennlackieren wird ausgedrückt durch die Zunahme der Streckspannung bei einer das Einbrennlackieren simulierenden Wärmebehandlung bei 170°C während 20 min nach 2%iger Vorspannung.